

电弧增材钛基复合材料的研究现状与展望

鲁菁琳^{1*}, 陈子轩¹, 薛爱堂^{2*}, 张权笠³, 孟智彬⁴, 张骁勇¹

(1. 西安石油大学 材料科学与工程学院, 陕西 西安 710065)

(2. 西安稀有金属材料研究院有限公司, 陕西 西安 710016)

(3. 青海安立聚能钛业有限公司, 青海 西宁 810007)

(4. 西安海联石化科技有限公司, 陕西 西安 710065)

摘要: 钛基复合材料因可借助增强体“类型-形貌-分布”的设计突破传统钛合金的性能瓶颈, 已成为轻质高强构件的重要候选。电弧增材制造凭借“近净成形+快速凝固”双重优势, 为复杂结构钛基复合材料的高材料利用率、短流程制备提供了新范式。本文系统综述了电弧增材制造钛基复合材料的研究现状, 重点围绕成形质量、微观组织与力学性能三大核心问题展开论述。分析表明: 通过优化工艺参数(如热输入、电流模式)与采用预热和保温等辅助工艺, 可有效抑制孔隙、裂纹等缺陷, 提升成形精度; 借助增材制造快速凝固特性与增强相的引入, 可实现晶粒细化与微观组织调控; 通过设计层状/网状等结构, 可实现材料强度的提升。未来研究需致力于工艺-组织-性能的深度融合, 以推动该技术在高性能构件制造中的广泛应用。

关键词: 电弧增材制造; 钛基复合材料; 成形质量; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TB33 **文献标识码:** A **文章编号:**

1 引言

随着现代制造业的不断发展, 传统的减材制造方法在制造复杂钛合金构件时面临诸多挑战, 如加工时间长、成本高、精度控制难等, 增材制造技术提供了新的解决思路。电弧增材制造(Wire and Arc Additive Manufacturing, WAAM)作为增材制造技术的一种, 以其高沉积率、低设备成本和高材料利用率等优点, 逐渐成为制造大型金属构件的重要技术之一^[1]。特别是在大型钛基复合材料构件的制造中, WAAM技术展现出了显著的优势。钛基复合材料因其高比强度、优异的耐腐蚀性和耐高温性能, 在航空航天等高端制造领域具有广泛应用前景^[2]。通过引入增强相, 使其综合力学性能得到了显著提升, 满足了工程领域对轻量化、强韧化和耐高温性能的需求。

通过优化工艺参数、调控微观组织和增强相分布等手段, WAAM技术在提升钛基复合材料的成形质量、微观结构和力学性能方面取得了显著进展。但目前的研究仍面临诸多挑战—如何进一步提高成形精度、减少缺陷、优化微观组织以及实现力学性能全面提升等。本文综述了电弧增材制造钛基复合材料的研究进展, 系统分析了WAAM技术在钛基复合材料制造中的优势, 并从成形质量、工艺优化、微观组织和力学性能等方面对其现状进行了深入探讨。钛基复合材料中常用的增强相有

TiB、TiC、SiC等, 其中, TiB密度及热膨胀系数与钛基体相近, 且熔点和弹性模量都大于钛基体, 故TiB作为优异增强相在钛基复合材料研究中被广泛使用^[3]。该材料在航空航天、武器装备、汽车、船舶、生物医学等领域的工程应用展现出巨大潜力^[4]。因此, 本文着眼于当前应用较成熟的TiB增强相钛基复合材料, 总结与分析其现有研究进展, 为电弧增材钛基复合材料的后续研究提供参考。

2 电弧增材制造技术概述

铸造和锻造作为制造大型钛合金构件的两种传统工艺, 均存在一些瓶颈问题: 在铸造工艺中, 较低的冷却速率导致晶粒粗大, 限制其力学性能的提升。在最后的凝固阶段铸锭内部易出现缩孔、缩松这类铸造缺陷。熔体从表面至芯部的流动速率与溶质扩散速率存在差异, 诱发的宏观偏析现象使铸件产生各向异性。在锻造工艺中, 钛合金锻件表面易形成显著的硬脆层, 造成组织均匀性劣化、塑性下降。且无论是铸造还是锻造, 都需要设计制作相应的模具^[5], 使生产周期延长。

增材制造技术以其独特的逐层堆积方式, 为复杂钛合金构件的制造提供了新的解决方案。相较于传统的铸造、锻造技术, 增材制造无需模具, 缩短了生产周期^[6], 有着较高的灵活性, 具有近净成形构件的能力, 能够提

收稿日期:

基金项目: 陕西省自然科学基金青年项目(2025JC-YBQN-655)

作者简介: 鲁菁琳, 女, 1995年生, 博士, 讲师, 西安石油大学, 陕西 西安 710065, 电话, 18189156195, 邮箱: jllu@xsyu.edu.cn

高材料的利用率，在制造金属构件方面呈现出先进性。金属增材制造技术按照热源分类主要可分为激光增材制造、电子束增材制造以及电弧增材制造，如表 1 所示，三类增材技术具有各自的特点。相较于其他的增材制造技术，电弧增材制造(Wire and Arc Additive Manufacturing, WAAM)有着高沉积率、较低的原料成本及设备成本、高材料利用率和制造大型金属部件等优势^[7-8]。

WAAM 的诞生可以追溯至 1925 年，Baker 使用螺旋控制电极制造了一种金属沉积物，这是电弧增材制造的雏形。随着计算机设计软件的发展，电弧增材制造逐渐被工业界所应用^[9]。WAAM 以电弧作为热源，采用逐层堆焊的工艺制造金属构件，成形速率较快，所制造的零件由全焊缝构成，具有均匀的化学成分和较高的致密

度，在多重堆焊的过程中，构件经历多次加热，能够实现充分的淬透和回火，消除大型铸件常见的淬透困难和宏观偏析等缺陷。WAAM 的成形速率高(最大可达到 10 kg/h)，适合大尺寸复杂构件的快速成形^[10]。与粉末激光成形技术相比，WAAM 具有更高的原材料利用率，且成本较低，污染风险较小。但高成形效率使电弧增材制造零件的表面波动较大，表面质量相对较低，通常需要二次表面加工提升其质量^[11]。

根据热源性质不同，WAAM 技术主要分为基于熔化极气体保护焊(Gas metal arc welding, GMAW)、基于钨极氩弧焊(Gas tungsten arc welding, GTAW)和基于等离子弧焊(Plasma arc welding, PAW)^[12-14]，三种典型的 WAAM 系统如图 1 所示^[9]。

表 1 三类金属增材制造技术的特点

Table 1 Characteristics of three metal Additive Manufacturing Categories

Type	Raw Material Form	Working Environment	Workpiece Size	Advantages	Disadvantages
Laser Additive Manufacturing	Powder/Wire	Protective Atmosphere	Small to Medium	High forming precision, uniform microstructure, excellent mechanical properties	High material and operating costs, prone to porosity defects, relatively low forming efficiency
Electron Beam Additive Manufacturing	Powder/Wire	Vacuum	Large Size	High energy density, suitable for refractory metals	Low material utilization rate, high material and operating costs, relatively low forming efficiency
Wire and Arc Additive Manufacturing	Wire	Protective Atmosphere	Large/Extra-large	High deposition rate, high material utilization, cost-effective	Relatively poor forming accuracy, non-uniform microstructure, mechanical properties require further improvement

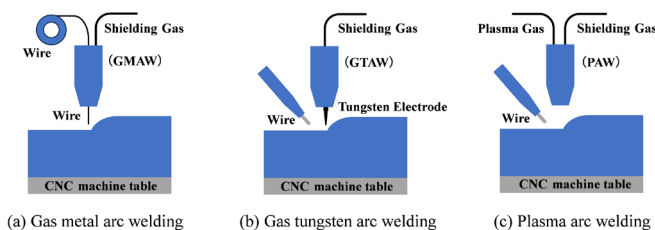


图 1 典型的电弧增材制造系统^[9]

Fig.1 Typical WAAM system^[9]

GMAW 在惰性气体或活性气体保护下，在可熔化焊

丝电极与基材之间形成电弧，焊丝与基材金属被加热至熔化状态，形成熔池和沉积层^[15]，但电弧稳定性较差，有明显飞溅情况发生。区别于其他两种工艺，GMAW 的电极使用焊丝，弧、丝具有同轴性^[16]。GTAW 和 PAW 则使用非熔化钨极，其中，GTAW 是在惰性气体环境下在非熔化钨极和基材之间形成电弧，应用 TIG 的焊接方法，丝材通过送丝系统送入熔池，熔化后沉积在基材上，但 GTAW 的沉积速度逊于其他电弧增材制造系统。PAW 具有高能量密度的特点，电弧温度可达到 11000 °C，能量密度在 $10^9 \sim 10^{10} \text{ W/m}^2$ ^[18]。在工作过程中强迫电弧通过介

于阳极与阴极之间的通道,产生更加稳定的等离子电弧,基于 PAW 的电弧增材制造在非熔化钨极和水冷喷嘴之间形成电弧,当惰性气体流经电弧区域时,会发生电离现象,形成等离子体射流。这些等离子体射流随后通过

一个小孔的喷嘴被聚焦,精确地作用于基材表面,形成熔池。PAW 同样使用单独的送丝系统送丝至熔池使其沉积在基材上。然而,PAW 与 GMAW 和 GTAW 相比,热源成本要高出约 30%^[17-18]。

表 2 三种电弧增材制造技术的对比

Table 2 Comparison of three wire arc additive manufacturing techniques

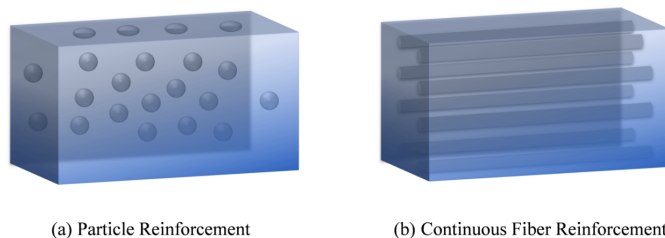
WAAM Process	Heat Source	Electrode	Advantages	Disadvantages
Gas metal arc welding	GMAW	Consumable Wire Electrode	High Deposition Rate	Poor Arc Stability
Gas tungsten arc welding	GTAW	Non-consumable Tungsten Electrode	High Forming Accuracy	Low Deposition Rate, Low Material Utilization
Plasma arc welding	PAW	Non-consumable Tungsten Electrode	Suitable for Rapid Forming of High-Melting-Point Refractory Metals	High Heat Source Cost, High Equipment Maintenance Costs

3 钛基复合材料概述

钛合金因其比强度高、耐腐蚀性和耐高温性能好而被广泛应用于航空航天等领域^[19-21],为满足高端装备对钛合金构件日益提高的性能要求,例如轻量化、强韧化以及耐高温性能等,科研人员开发出了钛基复合材料(Titanium matrix composites, TMCs),通过引入增强相来增强基体合金的综合力学性能。相较于钛合金, TMCs 的比强度、比模量和高温性能更具优势,在保留原有钛合金性能基础上,可以通过调控增强体类型、形貌及其分布来设计 TMCs 的性能。钛基复合材料在室温和高温下的力学性能显著优于传统钛合金,对于需要在苛刻环境下工作的构件来说,具有极高的实用意义^[22]。

钛基复合材料的增强体主要可以分为连续纤维增强相和非连续晶须或颗粒增强相^[23],如图 2 所示。目前,连续纤维增强钛基复合材料已实现工业生产并应用于航空发动机及机身,大部分选用碳化硅纤维作为增强相。然而,在实际生产和应用过程中遇到了一些问题:(1)原料及制备成本相对较高;(2)钛基体容易与纤维发生反应造成制备工艺繁琐;(3)受界面反应以及杂质的影响,材料的各向异性相对严重;(4)纤维增强相与基体的热膨胀系数匹配性差,产生较大的残余应力使力学性能下降^[24]。这些都限制了连续纤维增强钛基复合材料的大规模应用及推广。因此,仅有少数的发达国家在高端制造领域使用。相比之下,非连续增强钛基复合材料制备成本相对较低、制作工艺简便且具有各向同性,在

TMCs 中拥有更广阔的发展前景。非连续增强钛基复合材料相较于相应的钛合金,有望在比强度、比刚度、耐磨性、热稳定性以及高温耐久性等方面展现出更优的性能表现。这些显著的优势使其在航空航天和汽车工业等领域的关键应用中,成为极具潜力的候选材料^[25]。

图 2 不同增强类型示意图^[26]Fig.2 Schematic diagram of different enhancement types^[26]

TMCs 的综合性能主要取决于基体、增强相和界面特性^[27],此外,制备方法的选择也是影响 TMCs 性能的因素之一。钛基复合材料的制备主要有外加法和原位生成法两种。与传统的外加法相比,原位生成法制备的 TMCs 基体与增强体结合能力强、产生的污染小、加工难度低,且成本更加低廉。原位生成法主要包括机械合金化(MA)、粉末冶金(PM)和自蔓延高温合成(SHS)^[28]。目前最常用的非连续增强钛基复合材料的制备方法是粉末冶金法,其制备出的样品组织均匀、晶粒细小,可以有效避免传统熔铸工艺的缺点—在凝固过程中产生的枝晶偏析与粗大晶粒,导致固态相变存在成分与结构

的初始不均匀性, 最终表现出显著的微观组织不均匀。

但通过粉末冶金法制备钛基复合材料也存在一些问题。在增强相与基体粉末混合时, 可能会出现分布不均匀的情况, 导致复合材料的一致性较差, 另外工艺复杂使生产效率较低。增材制造钛基复合材料可以实现复杂结构与形态的制造, 不受传统制造工艺的限制, 能够通过原位反应生成的增强相。增材制造独特的逐层熔化及快速冷却的特性还可以实现增强相的均匀弥散分布, 避免出现传统制备工艺中增强相聚集的问题。且增材制造制备出的钛基复合材料具有较细的晶粒结构和结合性良好的界面, 可显著提升材料的机械性能。近净成形的能力使得增材制造的材料利用率高, 可减少材料的浪费^[29]。

4 电弧增材制造钛基复合材料研究现状

4.1 成形质量

电弧增材制造包含的快速熔化和凝固过程, 使构件的每个位置在成形过程中经历了复杂的热历史, 并且受构件的具体几何形状和规划路径所影响。同时, 由于增材制造工艺基于逐层沉积的方式, 有概率导致在界面处产生未完全熔合的缺陷, 因此通过改进工艺制造出完全致密或无缺陷的构件一直是研究者们进行探索的方向^[30]。

宏观上, 电弧增材制造的成形质量通常从表面粗糙度、成形精度和致密度三个维度评价。热输入失当、温度场分布不均、熔池约束不足和路径规划复杂化等因素, 均会导致上述指标劣化。微观上, 孔隙与裂纹作为关键的缺陷类型, 其形成机制直接决定宏观性能表现, 因此系统阐明缺陷萌生规律是提升构件质量的核心。以下将对两类缺陷的成因与调控策略分别展开论述。

4.1.1 孔隙和裂纹的产生及控制

材料内部出现的孔隙和裂纹缺陷会成为应力集中源, 影响材料的力学性能, 因而探究孔隙的形成对于优化材料成形质量及其力学性能具有非常重要的意义。

孔隙的形成通常可溯源至原材料本征特性与工艺诱导行为两大层面。对于原材料而言, 若丝材和基材中存在一些污染物, 这些污染物被熔池吸收, 在凝固之后形成孔隙。同时, 电弧增材制造过程中保护气体的卷入、丝材或基材表面吸附的气体在熔池凝固过程中析出, 都会导致材料内部出现球形气孔, 图 3 中可见球形气孔的存在^[31]。而工艺过程中的失稳是另一孔隙诱因, 由工艺引起的孔隙通常为非球形, 当扫描路径规划不合理、热输入波动或沉积过程不稳定时, 易引发熔合不充分、液滴飞溅或搭接不良等问题, 形成形貌不规则、尺寸较大的非球形孔隙。

对于源自原材料影响产生的孔隙, 在 Bao 等^[31]的研究中有所体现。该研究采用含 TiB₂ 的钛药芯焊丝, 通过

WAAM 技术原位制备 TiB/Ti-6Al-4V 复合材料。结果表明, 随 TiB₂ 含量增加, 药芯焊丝的熔化特性发生显著变化: TiB₂ 的难熔特性引起熔化滞后, 易导致硼化钛晶须 (Titanium Boride Whisker, TiBw) 团簇的形成。同时, 熔池流动性随 TiB₂ 含量上升而下降, 致使孔隙率相应增加。如图 4 所示, 纯 Ti-6Al-4V 合金对照样品几乎完全致密, 无明显孔隙, 而复合材料中孔隙数量随 TiB 体积分数升高而显著增多, 这些球形孔隙多分布于层间区域。研究进一步指出, 孔隙来源与药芯焊丝内含有的气体在熔滴过渡过程中被裹入熔池密切相关。Wang 等^[32]在 WAAM 制备 Ti-22V-4Al 合金中也系统研究了孔隙分布与形成机制, 其结论对理解钛基复合材料中孔隙行为具有参考意义, 研究体现了电弧增材制造过程中会出现气体卷入而形成的孔隙, 并证实了增强相含量的增加影响了熔池流动性, 相应会导致孔隙率的增加。

对于工艺过程中产生的孔隙, Lilla 等^[33]采用等离子弧增材制造 B₄C 颗粒增强钛基复合材料, 研究了焊枪的运动速度对于成形孔隙率的影响, 提供了孔隙率的工艺优化方向。不同扫描速度成形样品如图 5 所示, 在低于 160mm/min 速度下, 样品存在宏观可见孔隙, 而在高于 180mm/min 速度下, 样品仅存在较小孔隙, 速度进一步增加至 260mm/min 后, 沉积层无空隙及缺陷存在。结果证实扫描速度是调控电弧增材制造成形孔隙率与致密化的关键工艺参数。

孔隙率的大小对于材料性能固然重要, 孔隙的分布同样关键。Wang 等^[32]的研究完善了孔隙分布及形貌规律, 研究发现, 宏观孔隙 (直径 > 500 μm) 主要集中在沉积层的中心区域, 而微观孔隙 (直径 < 100 μm) 更倾向于分布在边缘。并且孔隙的球形度与孔隙大小呈负相关, 即孔隙尺寸越大, 球形度越低。孔隙的形成还与 WAAM 过程中的熔池动力学密切相关, 包括浮力、马兰戈尼效应和负压等因素。这些因素共同影响孔隙的迁移路径和最终位置。

裂纹是 WAAM 加工过程中另一类威胁构件服役安全的有害缺陷, 主要分为凝固裂纹和晶界裂纹两种。鉴于当前针对电弧增材钛基复合材料裂纹的专项研究尚显不足, 而裂纹一旦萌生将比孔隙更剧烈地劣化力学性能, 梳理其形成机理与调控策略尤为必要。凝固裂纹的形成主要与材料的凝固特性相关, 通常是由于凝固晶粒流动受阻或熔池中出现高应变所致。而晶界裂纹则多因晶界处的边界形态与潜在沉淀物的形成或溶解存在差异, 导致裂纹沿晶界产生。关于电弧增材钛基复合材料裂纹的研究较少, 而其在基体体系与工艺热循环特征上与钛合金高度同源。另外, 铝基复合材料增强相类型高度重叠, 且熔池行为机制、裂纹的形成机制和演变规律相似, 故

电弧增材制造钛基复合材料裂纹形成机制与抑制策略可借鉴电弧增材制造钛合金及电弧增材制造铝基复合材料领域的相关研究成果。

Wang 等^[33]采用双丝等离子弧 (Twin-wire plasma arc additive manufacturing, TW-PAAM) 系统制备的 Ti-45Al 合金中存在由残余应力引起的沿晶裂纹。该研究指出, 快速冷却与非平衡层状组织共同诱发的高残余应力是裂纹萌生的主要原因。尽管该研究材料与典型钛基复合材料在组分上有所不同, 但该研究揭示的“快速凝固—非平衡组织—高残余应力—沿晶开裂”机制, 对理解电弧增材制造钛基复合材料的裂纹行为具有重要参考价值, 可通过释放残余应力抑制裂纹的思路提升成形质量。

而 Wu 等^[35]的研究给出了裂纹抑制的另一方向, 通过 WAAM 制备 Ti-48Al 合金中引入预热与 WAAM 后保温相结合的工艺方法, 总结其对裂纹的抑制效果。未保温时, 沉积层中形成许多裂纹。图 6(a)和(b)显示, 一些大的裂纹形成在边缘附近, 在图 6(c)可见裂纹存在沿晶界扩展(沿晶裂纹)和穿晶扩展(晶内裂纹)。相比之下, WAAM 过程后在脆韧转变温度附近保温, 使热应力增长率显著降低, 获得了完好的 Ti-48Al 合金沉积层, 如图 7(a)和(b)所示, 在横截面和纵向剖面上均未发现裂纹。上述结果证实, 预热与保温相结合的工艺可以有效抑制裂纹的形成。

输入热量过少或过多会在快速凝固和冷却过程中形成孔隙和裂纹等缺陷, 使零件的致密度降低。Jiang^[36]通

过电弧增材制造 TiB₂ 增强铝基复合材料, 发现其成形和热输入、保护气体流量和基板温度高度相关, 这与电弧增材制造钛基复合材料成形质量的影响因素重合。

鉴于钛合金及铝基复合材料与钛基复合材料在 WAAM 过程中面临相似的热循环与应力演化机制, 其裂纹抑制策略对后续钛基复合材料体系具有可迁移性, 有望通过类似的热管理手段和保护气体流量优化实现裂纹缺陷的有效控制。

上述国内外研究现状表明, 电弧增材制造钛基复合材料中的孔隙可来自于原材料和工艺过程当中, 原材料存在污染物、增材制造过程中卷入保护气体或过量的增强相都会导致孔隙的产生。原材料方面可通过丝材预打磨、超声清洗等预处理手段去除表面污染物, 工艺方面可通过优化保护气体流量、扫描速度和调控增强相临界体积分数, 在保证性能的同时减少孔隙的产生。裂纹是较孔隙潜在危害性更大的缺陷, 高残余应力会诱导裂纹产生, 而学者研究表明通过预热与保温则可以进行抑制。尽管现有研究对电弧增材制造过程中孔隙的形成机制已初步建立认知框架, 但针对钛基复合材料体系尚未形成系统性研究, 可借鉴电弧增材制造钛合金及铝基复合材料领域的相关研究成果, 完善钛基复合材料体系的裂纹研究。此外, 当前研究多将孔隙与裂纹作为独立现象分别讨论, 忽略了孔隙作为裂纹源在加载过程中的转化, 电弧增材制造钛基复合材料缺陷调控的理论体系仍需进一步完善。

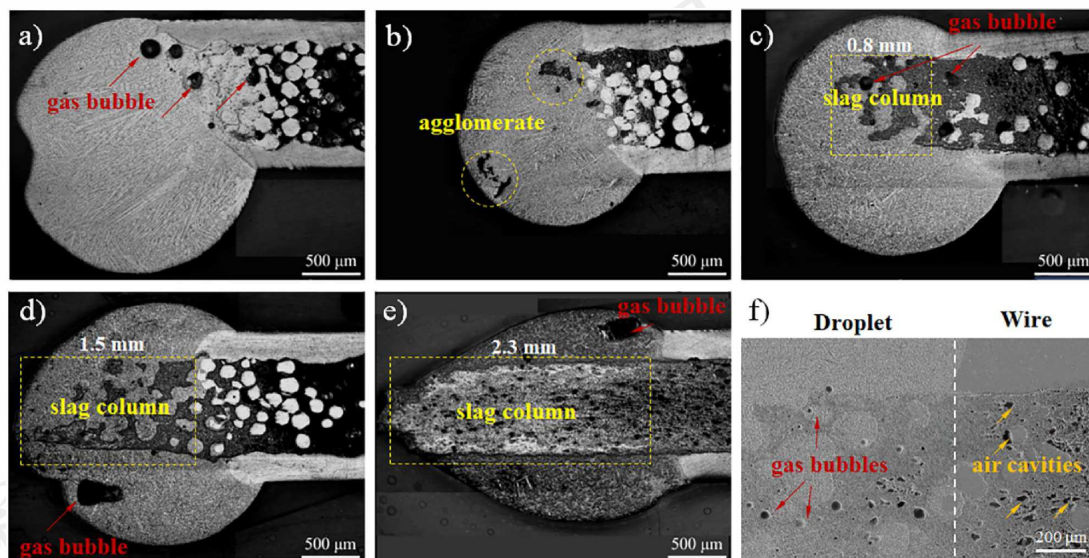


图3 药芯焊丝电弧增材制造凝固液滴的光镜图像^[31]

Figure.3 shows optical microscopy images of solidified droplets from flux-cored wire arc additive manufacturing with different mass fractions of TiB₂ in the material: (a) 2 wt %; (b) 5 wt %; (c) 10 wt %; (d) 20 wt %; (e) 30 wt %; (f) Close-up OM image showing bubbles/cavities in WAAM^[31]

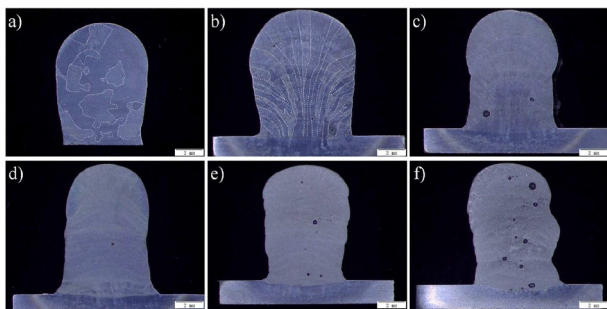
图 4 TiB/Ti-6Al-4V 复合材料沉积壁宏观截面图^[31]

Figure.4 Macro-cross-section of TiB/Ti-6Al-4V composite material deposited wall. The samples are labeled S1 through S5, corresponding to calculated TiB volume fractions of 2%, 5%, 10%, 20%, and 30%, respectively, based on the mass fraction of TiB^[31]: (a) S₀; (b) S₁; (c) S₂; (d) S₃; (e) S₄; (f) S₅

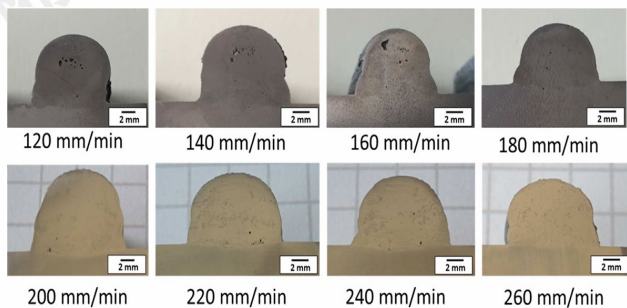
图 5 不同扫描速度制备的钛基复合材料截面图^[33]

Figure.5 Cross-sectional micrographs of Ti-matrix composites fabricated at different scanning speeds^[33]

4.1.2 成形精度的影响因素及优化

熔融金属的逐层沉积与成形过程会经历复杂的金属传递和弱约束的熔池流动和凝固, 故得到的是起伏的曲面, 可能存在相对较高的表面粗糙度, 造成尺寸精度下降。电弧增材制造钛基复合材料的成形精度受多种工艺参数影响, 如热输入、电流模式及电弧稳定性等。尽管现有研究中关于钛合金的工艺优化已较为系统, 但复合材料的增强相会显著改变熔池的流动性、凝固行为及热物理性质, 所以有必要结合复合材料体系, 探讨其特有的“工艺-成形性”关系。

电弧热输入是影响熔池尺寸与成形精度的核心参数。对于电弧增材制造构件表面质量有着重要意义^[37]。零件在逐层堆积过程中会经历循环加热和冷却的过程, 产生复杂的温度场。当热应力和相变应力超过构件在给定温度下的局部屈服强度时, 就会发生宏观变形, 导致成型精度降低。Li 等^[38]采用热丝电弧增材制造方法降低电弧的热输入, 制备了 Ti-6.5Al-3.5Mo-1.5Zr-0.3Si 合金 (装置原理如图 8 所示)。除 WAAM 通用模块外, 增设电阻

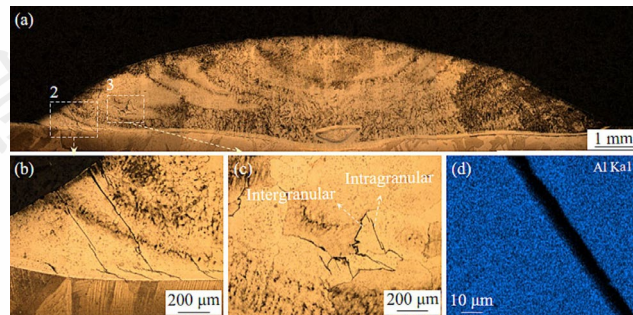
图 6 未经保温沉积的 Ti-48Al 合金层^[35]

Figure.6 As-deposited Ti-48Al alloy layers without insulated deposition: ^[35] (a) x-cross-section; (b) cracks in Region 2; (c) cracks in Region 3; (d) distribution of Al element near the cracks

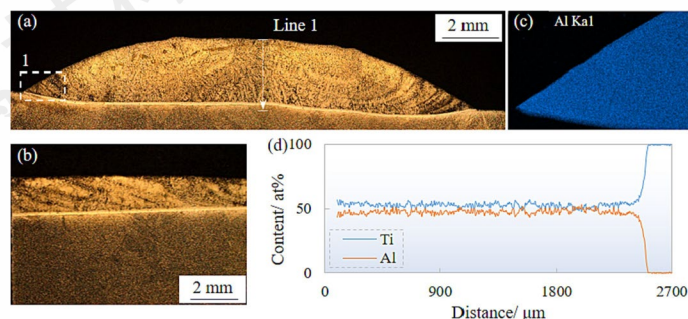
图 7 保温沉积的 Ti-48Al 合金层^[35]

Figure.7 Deposited layers of Ti-48Al alloy under insulated deposition^[35]: (a) x-cross-section; (b) y=0 longitudinal section; (c) distribution of Al element in Region 1; (d) content profiles of Ti and Al elements along Line 1

发热模块, 通过电源产生大量电阻热, 辅助熔化运动的焊丝, 从而降低电弧产生的热量, 达到低电弧热输入条件。结果表明, 随着热输入的减少, 熔池的宽度逐渐变窄, 层厚逐渐增加, 有利于实现更精细的尺寸控制。同时, Jiang 等^[39]利用电弧增材制备铝基复合材料, 研究热输入对成形性的影响, 与 Li 等^[38]研究结论一致。上述研究为电弧增材钛基复合材料提供了一种重要的工艺思路, 通过类似的热输入精细调控, 可能有助于缓解 Bao 等^[31]所述因熔池过热或流动性不足导致的增强相聚集、孔隙率增加等问题, 提升复合材料沉积层的尺寸精度和内部质量。

电流模式直接影响熔滴过渡形式和熔池热输入, 进而影响成形质量。Benakis 等^[40]研究了不同电流模式对 Ti-6Al-4V 和 Inconel 718 沉积层几何形状的影响, 发现高频脉冲电流可提高沉积层高宽比。在钛基复合材料中, 增强相的存在可能进一步影响熔池流动与凝固过程, 例如 TiB₂ 等难熔颗粒可能导致熔池黏度增加、流动性下降,

进而影响层间结合与致密性。Bao 等^[31]的研究表明, TiB_2 含量增加会降低熔池流动性, 导致缺陷的产生。因此, 在复合材料体系中, 可针对增强相特性进一步优化电流模式与热输入, 以实现良好的成形与低缺陷率。提高熔池流动性可通过适当增大电流实现。较大的电流会使熔滴过渡更加频繁且熔池温度升高, 从而增加熔池的流动性, 有助于填充熔池中的孔隙, 提高成形件的致密度^[41]。另外 Peng 等^[42]通过 Pearson 相关性分析得出, 电弧增材制造过程中, 增大电流可抑制扫描方向的尺寸波动, 故电流增大在提升致密度的同时有助于改善尺寸精度。但过大的电流可能导致熔池过热, 使熔池尺寸过大, 不仅影响成形精度, 还可能引发飞溅^[41]。

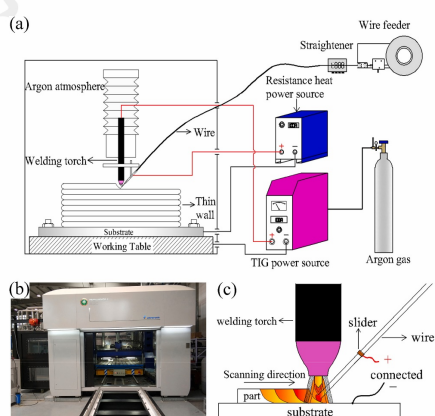


图 8 (a)热丝电弧增材制造系统示意图 (b)热丝电弧增材制造系统 (c)电阻热处理的原理示意图^[38]

Figure.8 (a) Schematic diagram of the hot-wire arc additive manufacturing system; (b) Overview of the hot-wire arc additive manufacturing system; (c) Schematic illustration of the resistance-assisted heat treatment principle^[38]

在电弧增材制造过程中, 电弧稳定性直接影响零件的成形质量, 不稳定的电弧会导致熔滴过渡不均匀, 形成不规则的焊缝, 影响成形精度和表面质量。Choudhury 等^[43]发现电弧增材制造钛薄壁结构时电弧不稳定主要是由于阴极斑点的振荡引起的, 于是研究使用表面氧化的钛材料来提高阴极斑点的稳定性, 从而改善电弧稳定性。研究表明, 使用表面氧化的 CP-Ti 焊丝可以显著提高 WAAM 过程中的电弧稳定性, 减少电弧游走和飞溅形成。Lee 等^[44]研究通过辅助激光加热和预铺氧化物的方法控制阴极光斑, 以提高 WAAM 过程的稳定性和沉积效率。结果表明, 通过激光预热和氧化物预铺, 可以改变阴极光斑的位置和强度。激光预热通过提高局部温度稳定光斑, 而氧化物预铺则通过降低功函数促进阴极光斑的分散。最终使电弧在沉积过程中更加稳定。这类主动控制策略为钛基复合材料的高精度成形提供了

新思路, 尤其适用于增强相含量较高、熔池行为复杂的体系, 有望通过稳定电弧来改善熔池对增强相的分布影响, 抑制因电弧波动引起的组织不均匀性。

综上所述, 目前针对电弧增材制造钛基复合材料领域成形质量的研究较少, 但可从电弧增材制造钛合金及铝基复合材料体系所体现的电流模式、热输入和电弧稳定性等方向展开研究。包括在 WAAM 设备增设电阻发热模块降低电弧热输入, 实现对沉积层的控制。逐层沉积的熔融金属液滴通常处于弱约束下, 冷却速度过快或过慢都会导致层高和层宽偏离预期, 从而影响构件的尺寸精度^[45]。故在降低电弧热输入的基础上可引入基板预热和层间保温工艺, 使成形质量更佳。并且电流模式对增强相的影响也会最终体现于成形上, 但要根据具体增强相特性进行匹配性研究。另外, 电弧的稳定性直接影响成形质量, 激光预热和氧化物预铺可使电弧更加稳定, 但同时工艺成本显著增加, 相对适合成形质量要求较高的情况。与钛合金相比, 钛基复合材料中增强相的引入显著改变了熔池的流动性、凝固行为及热物理特性, 因此需对复合材料体系进行针对性工艺优化。

4.2 电弧增材制造钛基复合材料微观组织及性能

4.2.1 微观组织

WAAM 成形 TC4 钛合金的组织在宏观上表现为沿沉积方向外延生长的粗大 β 柱状晶体^[46], 柱状晶内部由针状 α 相组成的网篮组织主导, 由于反复热循环, 组织在垂直方向上呈现层带结构, 导致性能和组织的梯度分布。对于钛基复合材料, 增强相的引入进一步增加了组织调控的复杂性, 国内外学者围绕工艺参数、增强相类型与含量等方面展开了系统研究。

Wang 等^[47]关注了工艺策略对组织的影响, 采用 WAAM 通过不同的沉积策略制备了 Ti-6Al-4V 的复合材料, 如图 9 所示, 并系统地研究了行进方向和层间停留时间对原始 β 晶粒形态、微观结构的影响。如图 10 所示, 研究发现层间停留时间 120 秒的样品 C 可以获得全等轴原始 β 晶粒, 而 24 秒的停留时间有着最高的再结晶形核率和最细小的等轴原始 β 晶粒。由于周期性重复的热循环处理, 层带区域由粗大的篮状编织 α 相组成, 而无层带区域由细小的层片 α 相组成, 这种结构是由于快速冷却和较少的热循环处理形成的。随着层间停留时间的增加, 层带区的 α 片层宽度减小, 而无层带区的 α 片层宽度变化不大。这表明停留时间对热积累和冷却速率有显著影响, 从而影响微观组织的演变。该研究明确了参数对基体晶粒形态的影响, 为后续钛基复合材料的研究提供了重要的工艺参考。

在明确工艺影响的基础上, 增强相自身的分布与演变是组织调控的另一核心。Wang 等^[48]使用药芯焊丝的 WAAM 技术制备 TiB 和 TiC 增强 Ti-6Al-4V 的钛基复合

材料。如图 11 所示，研究发现，沿沉积方向不同区域的微观结构存在显著差异：顶部区域因快速冷却形成针状马氏体，增强相分布不均。中部区域经历多次热循环，形成均匀的网篮状($\alpha+\beta$)-Ti 基体与准连续网状增强结构。

底部区域因靠近基板冷却较快，网状结构趋于不连续且网孔略大。研究结果不仅证实了增强相的引入可有效细化晶粒，更指出了在 WAAM 逐层制造过程中，增强相分布和微观组织沿沉积方向存在显著梯度。

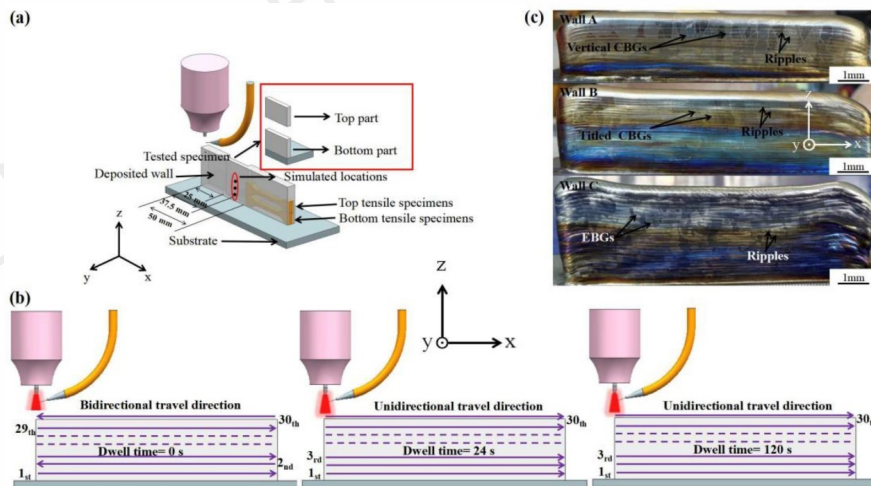


图 9 (a) 电弧增材 TC4 装置示意图、测试和拉伸试样及其取样位置；(b) 三种不同扫描策略的侧视图；(c) TC4 沉积壁照片^[47]

Figure.9 (a) Schematic of the wire-arc additive-manufacturing setup for TC4, showing the locations of metallographic examination and tensile-test coupon extraction;(b) side-view diagrams of the three distinct scanning strategies employed;(c) photograph of the as-deposited TC4 wall^[47]

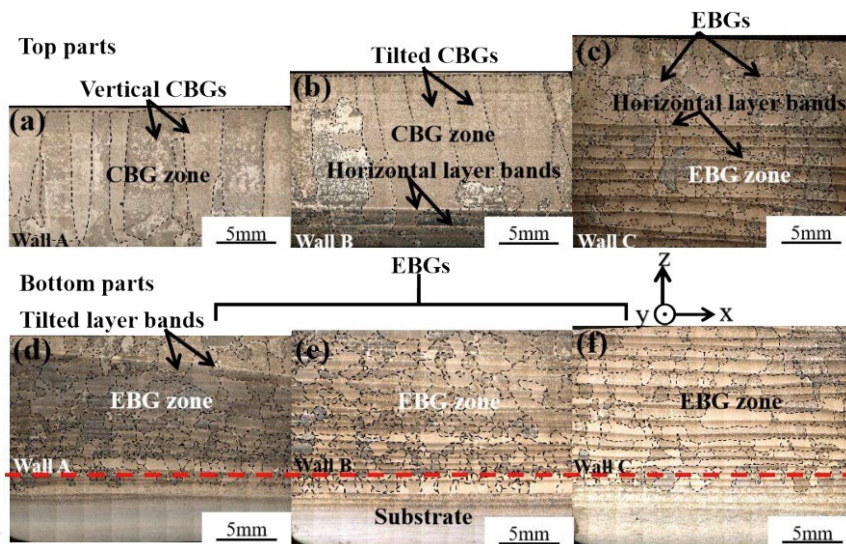


图 10 TC4 沉积壁 A 样品到 C 样品的腐蚀截面的光学宏观图^[47]

Figure.10 Optical macrographs of corrosion cross-sections for TC4 as-deposited walls: sample A to sample C^[47]:(a) Top of Sample A; (b) Top of Sample B; (c) Top of Sample C; (d) Bottom of Sample A; (e) Bottom of Sample B; (f) Bottom of Sample C

研究发现，增强相含量会影响凝固路径，使微观组织表现特定形貌。Bao 等^[31]使用药芯焊丝通过 WAAM 制备了 TiB/Ti-6Al-4V 复合材料。如图 12 所示，复合材料的微观结构由 TiBw 和 α/β 片层组成，随着 TiB 含量的增加，微观结构从亚共晶形态演变为过共晶形态，且 TiB

晶须在定向凝固作用下倾向于沿近垂直方向排列。值得注意的是，由于 WAAM 工艺的快速凝固特性，其所获得的 α/β 片层宽度(1~1.5 μm)远薄于粉末冶金和铸造技术制备的复合材料(5~15 μm)，这凸显了 WAAM 技术自身在实现组织细化方面的固有优势。

热输入作为重要工艺参数,与增强相之间存在复杂的交互作用,影响组织的均匀性与各向异性。Lu 等^[49]通过热丝电弧增材制造工艺制备了 TiBw/TA15 复合材料。如图 13 所示,研究发现高热输入(315 J/mm)和低冷却速率导致 TiBw 的形成和聚集,这些晶须主要沿 β 晶界分布,显著影响了微观组织的均匀性。而硼的添加可以细化 β 晶粒尺寸(约 86%)、促进柱状晶向等轴晶的转变以及弱化织构强度,有效减少了微观组织的各向异性。该研究表明,通过优化热输入和冷却速率,有望抑制有害偏聚,这是实现降低钛基复合材料各向异性调控的重要途径。

综上所述,电弧增材制造钛基复合材料的微观组织演变是一个受工艺参数、增强相特性及其交互调控的复

杂过程。优化层间停留时长可获全等轴 β 晶粒组织,WAAM 固有的快速凝固与热循环特性可细化基体组织,二者协同奠定强韧性基础。另外,增强相的引入虽通过细晶强化、相变调控等实现性能提升,同时也带来分布不均与定向聚集等挑战,当前虽已证实降低热输入、提高冷却速率可改善偏聚,但工艺窗口与增强相临界含量的最佳匹配机制尚不明确,后续应进一步研究。通过明晰电弧增材制造钛基复合材料增强相的分布规律可为构件制造选取组织均匀区提供工艺参考。未来的组织调控研究需致力于深化“工艺参数—增强相行为—微观组织”之间的关系,通过多参数协同优化,重点关注增强相行为,最终实现复合材料组织在宏观与微观尺度上的可控制备。

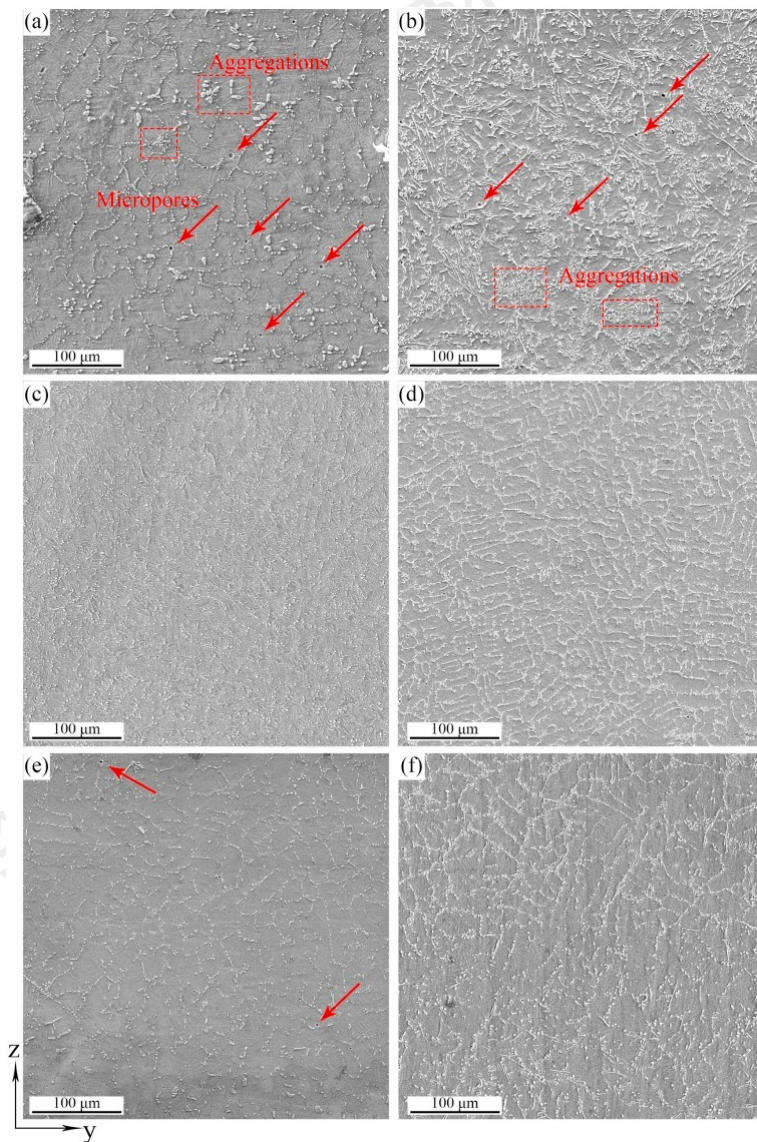


图 11 网篮微结构的 SEM 图像^[48]

Figure.11 SEM images of the basket-weave microstructure^[48]:(a, c, e) top, middle, and bottom regions of the 5 wt.% sample;(b, d, f) top, middle, and bottom regions of the 10 wt.% sample

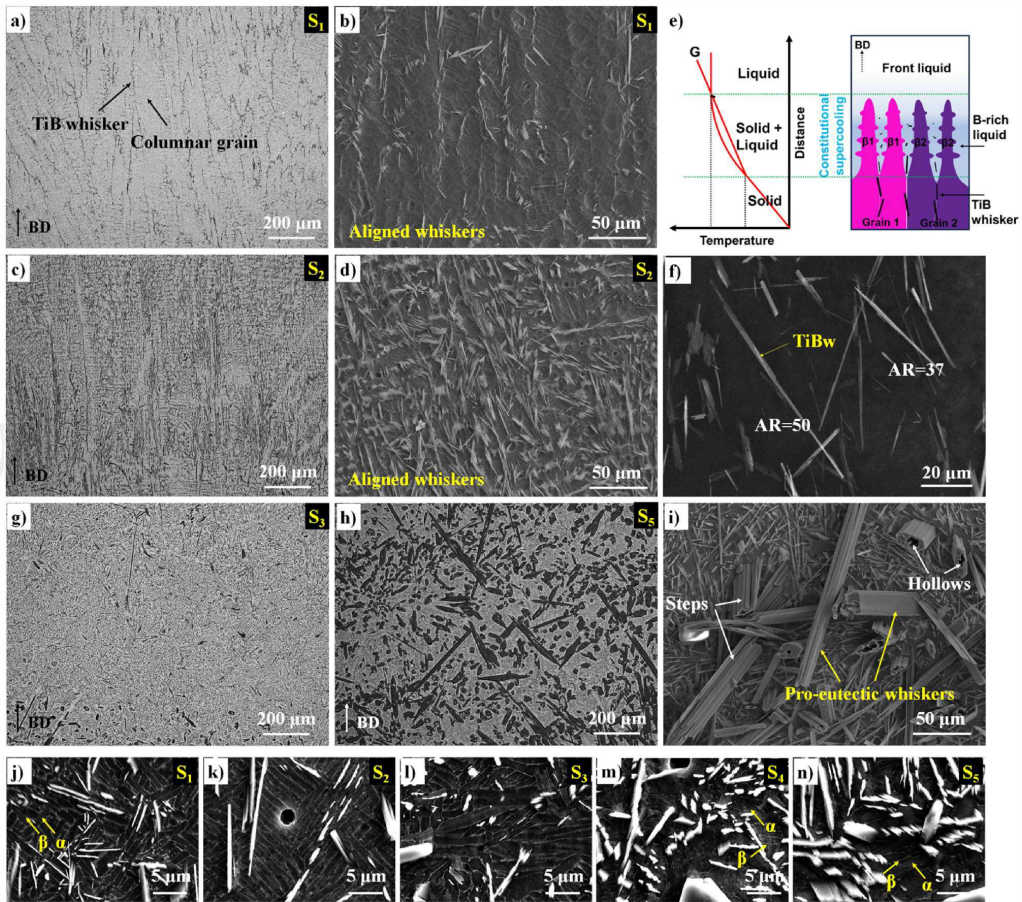


图 12 通过 FCW-WAAM 打印的 TiB/Ti-6Al-4V 复合材料的微观结构，根据 FCW 中 TiB₂ 的质量分数分别计算 TiB 的体积分数为 2%，5%，10%，20%和 30%，将样品标注为 S₁-S₅ [31]

Figure.12 Microstructure of TiB/Ti-6Al-4V composites fabricated by FCW-WAAM. The samples are labeled S1 through S5, corresponding to calculated TiB volume fractions of 2%, 5%, 10%, 20%, and 30%, respectively, based on the mass fraction of TiB₂ in FCW^[31]:(a) and (b) :S₁; (c) and (d) :S₂; (e) Schematic illustrating the formation mechanism of the oriented microstructure in S₁/S₂; (f) TiB whiskers with high aspect ratios; (g) S₃; (h) S₄; (i) morphology of pro-eutectic TiB (j)–(n) α/β lamellae in S₁~S₅

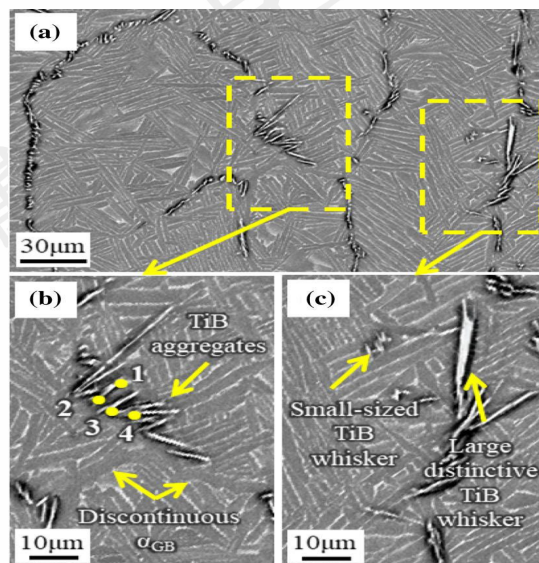


图 13 (a)沿 β 晶界聚集的 TiBw; (b)TiB 聚集体与不连续 α 晶界; (c)尺寸差异显著的 TiBw^[49]

Figure.13 (a) TiBw clustered along the β grain boundaries;(b) TiB aggregates and discontinuous α grain boundaries;(c) TiBw with distinct size difference^[49]

4.2.2 力学性能

为了满足日益增长的强韧性需求, 电弧增材制造钛基复合材料的力学性能也成为了研究的热点, 研究者们致力于进一步提升钛基复合材料的力学性能, 其核心在于通过调控增强相实现强度与塑性的协同提升。

Yi 等^[50]通过优化 WAAM 工艺参数, 控制 TiBw 增强相的分布, 成功制备了具有宏观层状和微观异质结构的 Ti-TiBw/Ti 复合材料, 实现了复合材料强度和塑性的协同提升。研究发现, 因 TiBw 的扩散影响到样品的延展性, 可以通过减少热输入, 有效抑制 TiBw 的扩散。且层状 Ti-TiBw/Ti 复合材料的拉伸强度随 TiBw 体积分数的增加而增加, 但塑性显著下降。如图 14 所示, 含有 5 vol% 和 10 vol% TiB 含量的复合材料极限拉伸强度分别为 574 MPa 和 663 MPa, 断裂延伸率分别为 27.74% 和 24.95%。与纯钛相比, 层状 Ti-TiBw/Ti 复合材料的极限拉伸强度和延展性均有所提高。TiBw 的引入显著提高了复合材料的拉伸强度, 而塑性的提高主要归因于 TiBw 所构成网状结构和层状结构的协同作用。由于 TiBw 是原位生成, 与钛基体之间形成了良好的共格界面结合, 同时弥散分布的 TiBw 钉扎相邻基体晶粒, 提升微观结构单元之间的协调变形能力, 延缓裂纹的萌生与扩展。另外, TiBw 构成的网状结构抑制晶粒生长, 细化晶粒尺寸, 提升材料的整体强塑性匹配。在拉伸应力下, TiBw 承担主要载荷, 通过有效的载荷传递机制增强复合材料的强度。这一点在 Xue 等^[51]的研究中有具体体现, 图 15 中 (b) 到 (d) 可见, 与加载力方向平行的 TiBw 在应力集中达到自身断裂强度前充分承载, 断裂后应力部分释放, 片段仍可阻碍裂纹, 有效抑制裂纹的扩展和连接。然而, TiB 含量 15% 的样品表现出较差的延伸率, 这个现象归结于增强相体积分数的增加导致 TiBw 分布密集化, 局部应力集中效应加剧, 并且较高的 TiB 含量促进了重熔过程中 TiBw 的过度扩散, 压缩了韧性钛基体的塑性变形区尺寸, 上述因素共同导致塑性的劣化。

Zhuo 等^[52]的研究中同样指出 TiB 增强相的分布聚集会导致局部应力集中, 塑性下降。该研究通过添加 0.1 wt% 硼, 并采用电弧增材制造 TC11/TC17 双合金复合材料。结果表明, 在低频脉冲电弧无硼添加 (LC) 组中, 由于粗细 α 相交替分布的微观结构, 使其具有最佳的变形兼容性, 综合力学性能最佳, 如图 16 所示, 拉伸强度为 1057 MPa, 延伸率为 14.4%。在低频脉冲电弧并添加微量硼 (LCB) 组中, 强度达到最高值, 但硼的加入导致延伸率下降, 主要由于该研究中硼的添加是通过外部逐层涂刷, 致使熔池内硼浓度分布不均匀, 且 WAAM 过

程的快速冷却抑制了 TiB 相沿其最低能量晶面择优生长为细长晶须, 而使其以 TiB 颗粒形态析出。与 TiB 晶须相比 TiB 颗粒相脆性更高, 在变形中与基体协调性差, 容易断裂引发微裂纹, 缩短了材料的塑性变形阶段, 最终导致延伸率下降。

上述研究揭示了增强相添加的双重效应, 应寻找最佳增强相含量窗口, 减少由于过量增强相密集分布导致的局部应力集中。但力学性能的优化不仅体现在强韧性上, 还涉及性能各向异性的控制。Lu 等^[49]通过热丝电弧增材制造工艺制备 TiBw/TA15 复合材料, 与 TA15 进行对比, 力学性能如表 3 所示, 未添加硼的 TA15 样品具有较高的强度和延展性, 但存在明显的力学各向异性, 而加入硼后制备的 TiBw/TA15 力学性能整体略低于 TA15, 但各向异性显著降低。这一现象主要源于硼元素引入的协同作用: 一方面, 原位生成的 TiB 晶须可作为有效的异质形核核心, 大幅提升形核率, 直接细化 β 晶粒。另一方面, 由于硼在钛中的平衡分配系数 k 小于 1, 凝固边界层中硼原子的富集在熔池中形成成分过冷区域, 有效抑制了 β 相沿热梯度方向的持续性外延生长, 促进粗大柱状晶向细小等轴晶的转变。由此获得的均匀化微观组织使得材料在不同取向上变形抗力和断裂机制趋于一致, 宏观力学性能的各向异性显著降低。这项研究明确了增强相在协调微观结构、实现性能各向同性方面的重要作用, 为设计高性能且服役行为稳定的复合材料提供了新视角。

Yang 等^[53]利用超声振动辅助 WAAM 的制造过程, 从工艺角度为各向异性的提升提供了新范式。通过超声波在熔池中产生微小气泡并溃灭, 造成局部高压与冲击波, 破坏了粗柱状晶体的外延生长, 有效抑制了粗大 β 柱状晶体的形成, 并促进其向等轴晶转变, 使各向异性得到改善。

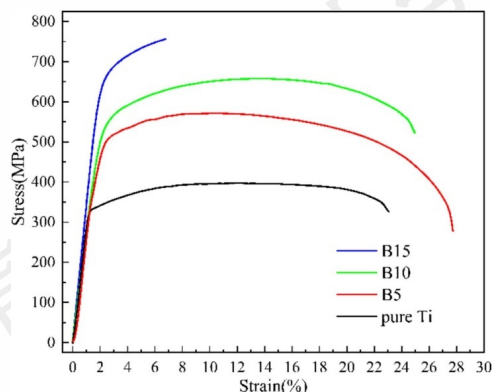


图 14 Ti-TiBw/Ti 层状复合材料的拉伸应力-应变曲线^[50]

Figure.14 Tensile stress-strain curves of the Ti-TiBw/Ti laminated composite^[50]

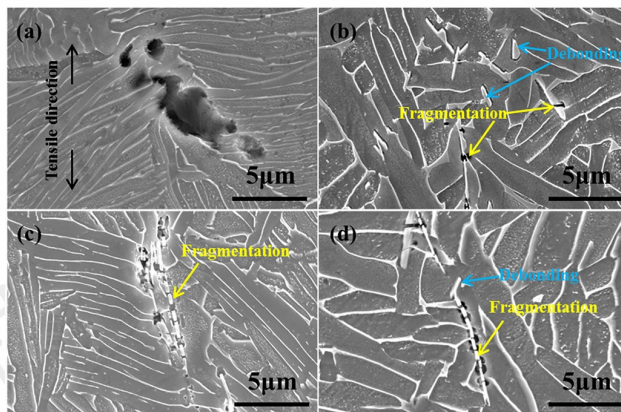


图 15 TiBw 承受载荷断裂及脱沾情况^[51]

Figure 15 Fracture and debonding of TiB whiskers under load^[51]

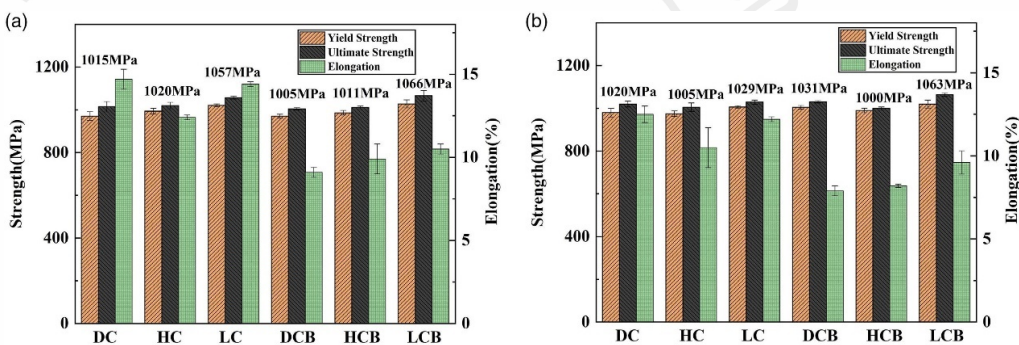


图 16 采用 WAAM 技术制备的 TC11/TC17 双合金的拉伸性能和各向异性^[51]

Figure.16 Tensile properties and anisotropy of TC11/TC17 dual-alloy fabricated by WAAM^[51]:(a) longitudinal strength and elongation; (b) transverse strength and elongation

表 3 TA15 与 TiBw/TA15 力学性能^[49]

Table 3 Mechanical properties of TA15 and TiBw/TA15 composites

Material	Direction	UTS (MPa)	YS (MPa)	EL (%)
TA15	BD	879 ± 13	773 ± 14	18.7 ± 6.0
	Y	987 ± 8	864 ± 18	6.6 ± 1.5
TiBw/TA15	BD	867 ± 13	736 ± 17	9.7 ± 3.4
	Y	903 ± 6	782 ± 14	6.3 ± 1.4

值得注意的是，增强相本身可以提升材料的力学性能，但其在热梯度下形成的具有取向性的不利形貌可能严重损害材料的塑性及断裂韧性。Xue 等^[51]的研究在证实与加载力平行取向的 TiBw 可以承载载荷提升材料性能的同时指出，与加载力垂直取向的 TiBw 则会在加载过程中出现脱沾现象，如图 15 (a) 所示，TiBw 本身与基体变形协调性差，界面处容易发生脱粘，即 TiBw 从基体中剥离，留下的界面空洞反而会成为裂纹形核及扩展通道，损害塑性及韧性。

Bermingham 等^[54]采用 Ti-6Al-4V 以及分别添加 B 和 LaB₆ 的丝材作为原料，使用 WAAM 工艺制备三种材料：Ti-6Al-4V 合金、TiBw/Ti-6Al-4V 复合材料和 La₂O₃

+TiBw/Ti-6Al-4V 复合材料。图 17 所示，取横向及纵向拉伸试样，L 为纵向，T 为横向。拉伸性能如图 18 所示，原始 Ti-6Al-4V 在纵向和横向的延伸率分别为 20%和 2 3.5%，表现出较低各向异性，添加 B 后，纵向延伸率降至约 8%，横向延伸率降至约 19.5%，添加 LaB₆ 后，纵向延伸率降至约 5%，横向延伸率降至约 13.5%。并且添加 B 和 LaB₆ 后，相较于 Ti-6Al-4V 合金，抗拉强度得到提升。研究表明，在沉积过程中 LaB₆ 分解产生 La₂O₃ 和 TiBw。在 β-Ti 尚未完全凝固时形成，并在图 19 (c) 中可见 La₂O₃ 在基体中均匀分布。TiBw 则是在共晶反应的最后阶段生成的，如图 20 所示，受到热梯度影响，形成了与沉积方向平行的细长针状 TiBw，与加载力

平行取向的 TiBw 断裂为多片段，与加载力垂直取向的 TiBw 存在贯穿自身长度方向的长裂纹。并且在图 21 可见，试样中与加载力垂直取向的 TiBw 在拉伸过程中自身断裂形成的显著长裂纹，容易成为裂纹扩展及连接的通道，不利于材料的塑性，也正是 TiBw 的不同取向影响材料的各向异性。而 LaB₆ 分解后形成的 La₂O₃ 以细小颗粒的形式均匀分布于基体中，作为弥散分布的第二相阻碍位错运动，这对材料的强度有一定贡献，但对各向异性的影响较小。

上述研究现状表明，原位自生增强相凭借与基体的良好共格界面，通过钉扎机制协调变形并细化晶粒，显

著提升强塑性匹配；同时作为异质形核核心，可促进柱状晶向等轴晶转变，降低各向异性。然而，过量添加会导致增强相聚集，引发局部应力集中与塑性劣化，故需确定增强相临界含量，寻找最佳成分比。更关键的是，定向排列的针状 TiBw 损害塑性，但目前缺乏主动调控其空间取向的有效工艺手段。此外，多数工作以增强相含量为研究对象，未系统揭示“工艺参数—熔池行为—增强相含量与分布—性能”的完整链条的作用规律，导致实验室优化出的最佳含量在不同工艺条件下可能失效。未来应将增强相含量与工艺参数协同设计，实现更加完善的参数优化。

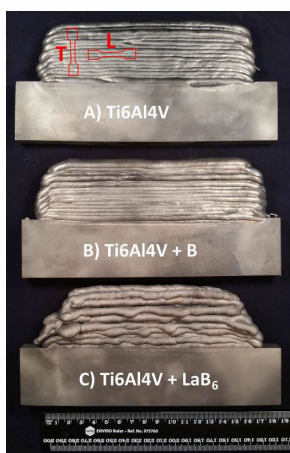


图 17 取样位置^[54]

Figure.17 Schematic of the sampling locations^[54]

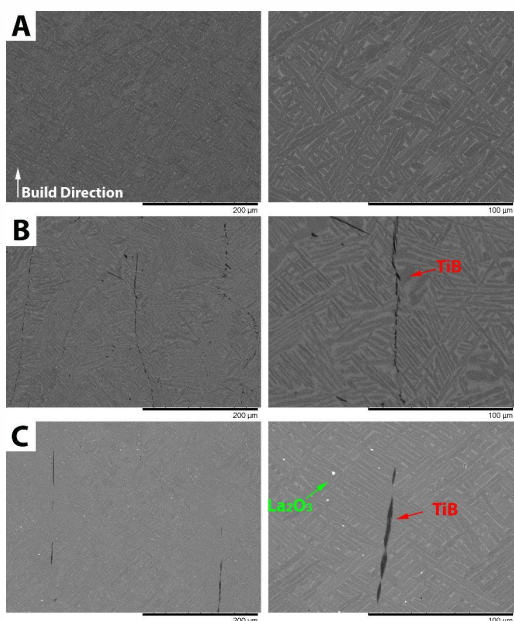


图 19 样品 SEM 图^[54]

Figure.19 SEM images of the samples^[54]:(A) Ti-6Al-4V; (B) Ti-6Al-4V + B; (C) Ti-6Al-4V + LaB₆^[54]

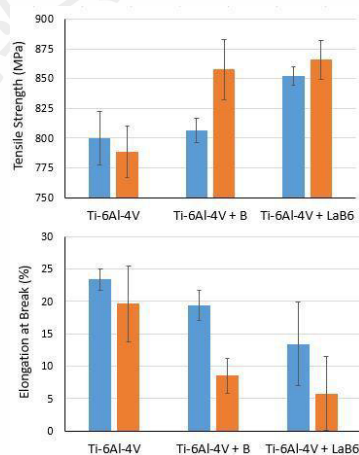


图 18 样品的拉伸性能^[54]

Figure.18 Tensile properties of the samples:(blue: transverse direction; orange: longitudinal direction)^[54]

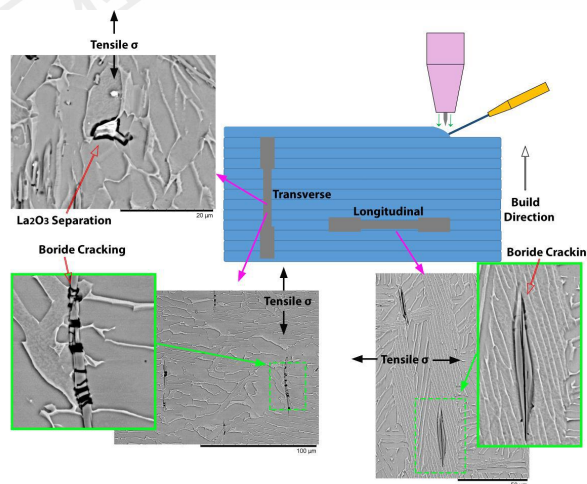


图 20 断裂拉伸试样的微观结构观察到 TiBw 开裂；在含有 LaB₆ 的试样中，观察到 La₂O₃ 颗粒与钛基体分离^[54]

Figure.20 Microstructure of a fractured tensile specimen showing cracks in TiBw. For the specimen containing LaB₆, debonding of La₂O₃ particles from the titanium matrix is also evident^[54]

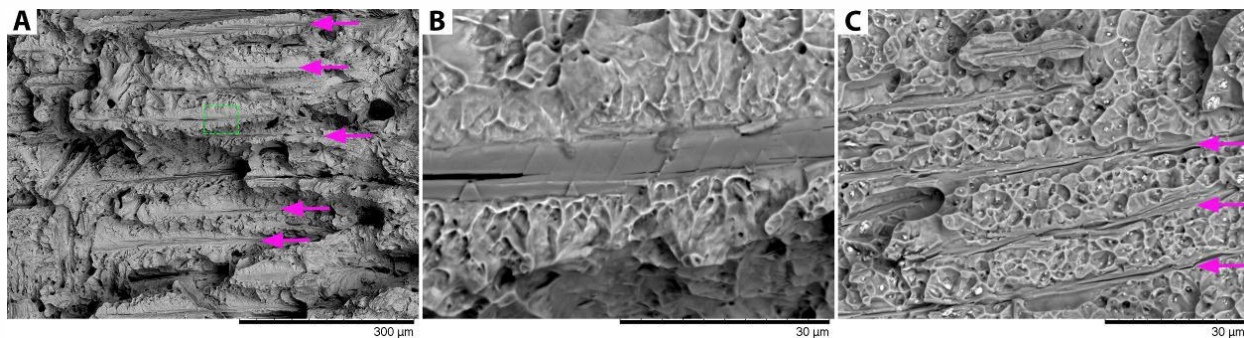


图 21 含硼样品横向试样测试的断裂表面示例^[54]

Figure.21 Representative fracture surfaces of boron-containing samples tested in the longitudinal (horizontal) direction:(A) Ti-6Al-4V + B; (B) Higher-magnification view of the boxed area in A; (C) Ti-6Al-4V + LaB₆ showing TiB and La₂O₃ particles on the fracture surface. Arrows indicate fractured TiB whiskers^[54]

表 4 力学性能汇总

Table 4 Summary of mechanical properties

Material	Type	Yield Strength (MPa)	Tensile Strength (MPa)	Elongation (%)	Ref.
Ti-TiBw/Ti (5vol%TiBw)		464	574	27.74	
Ti-TiBw/Ti (10vol%TiBw)	GTAW	569	663	24.95	[50]
Ti-TiBw/Ti (15vol%TiBw)		620	759	6.77	
TiBw/TA15(BD)	HWAAM	736±17	867±13	9.7±3.4	[49]
TiBw/TA15(Y)	(GTAW)	782±14	903±6	6.3±1.4	
TC11/TC17(LC)	GTAW	-	1057	14.4	[51]
Ti-6Al-4V+B(T)		-	806	19.5	
Ti-6Al-4V+B(L)		-	857	8.5	
Ti-6Al-4V+LaB6(T)	GTAW	-	852	13.5	[54]
Ti-6Al-4V+LaB6(L)		-	865	5.8	

5 总结与展望

针对以 TiB 增强钛基复合材料为代表的钛基复合材料，其电弧增材制造研究已在成形质量、微观组织调控及力学性能优化三方面取得显著进展。TiB 等增强相的原位引入与快速凝固特性的协同作用，在组织细化与性能定制方面展现出良好潜力。现有研究通过优化热输入、电流模式及采用预热、保温等辅助工艺，有效抑制了孔隙与裂纹缺陷，致密度可达为 99.44%；通过调控增强相含量与分布，实现了晶粒细化，抗拉强度与延伸率分别达到 806MPa 与 19.5%，获得优异的强塑性匹配。

然而，当前研究仍面临三方面核心挑战：缺陷形成机制与调控策略的体系化认知不足，组织演变规律的主

动设计能力不足，性能优化目标与服役环境需求尚未充分对接。因此，为推动电弧增材制造钛基复合材料从实验室验证走向工程应用，具体可从以下方向展开：

第一，缺陷形成与抑制的机理深入研究。现有研究多将孔隙与裂纹作为独立现象讨论，忽视了二者在加载过程中的交互作用。且目前缺乏电弧增材制造钛基复合材料裂纹和成形精度方面的相关研究，方法上可积极借鉴电弧增材钛合金及铝基复合材料体系等成熟提的研究，进一步完善电弧增材钛基复合材料的体系研究。同时，鉴于缺陷在电弧增材制造工艺中的普遍性与关键性，应发展如高速摄像、红外热成像等在线监测技术，与计算机分析模型结合，建立更具预测性与通用性的缺陷抑制与成形质量优化策略。

第二, 增强相行为与微观组织理解的深化。对于增强相分布不均和局部聚集等问题, 未能建立增强相行为与工艺条件的映射关系, 缺乏明确的增强相临界含量和热输入与冷却速率的最佳工艺窗口。未来应重点关注参数与增强相行为的协同调控, 实现微观组织的精准设计与可控制备。

第三, 工程应用移植性不足。现有性能研究仍存在明显不足: 性能各向异性的根源分析多归因于柱状晶与 TiBw 取向, 缺乏通过工艺主动调控增强相取向的有效途径, 未来可着重利用电弧增材制造高热输入所形成的大尺寸熔池、较慢冷却速率以及热累积效应, 通过探索主动调控层间冷却时间或扫描路径等策略, 在空间上定制热流方向, 引导原位形成增强相的定向排列, 实现对各向异性的主动设计。另外, 大多数研究将增强相含量视为独立变量, 未能充分揭示“工艺—熔池行为—增强相含量及分布—性能”之间的映射关系, 导致实验室优化的最佳含量难以直接外推至工程应用的不同工艺条件。未来应着力于完善电弧增材制造通用的性能调控策略研究。

参考文献 References

- [1] Li Long (李龙), Xiao Yichen (肖亦辰), Shi Lei (石磊), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2026, 55(1): 1~8.
- [2] Lu J, Dong L, Liu Y, Fu Y, Zhang W, Du Y, Zhang Y, Zhao Y. *Composites Part A*[J], 2020, 136: 105971.
- [3] Tjong S C, Mai Y W. *Composites Science and Technology*[J], 2008, 68: 583~601.
- [4] Li Shufeng (李树丰), Liu Huiying (刘慧颖), Li Shaolong (李少龙), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2026, 55(4): 1115-1128.
- [5] Yi Hao (伊浩), Huang Rufeng (黄如峰), Cao Huajun (曹华军), Liu Menglin (刘蒙霖), Zhou Jin (周进). *CHINA SURFACE ENGINEERING* (中国表面工程) [J], 2021, 34(3): 1-15.
- [6] Chen Yun (陈云), Zhang Li (张丽), Wang Yaixin (王耀新), Zhang Weidong (张伟东). *Rare Metals* (稀有金属) [J], 2025, 49(09): 1297-1305.
- [7] Wu B, Pan Z, Ding D, Cuiuri D, Li H, Norris J. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2018, 35: 127-139.
- [8] Sword J I, Galloway A, Toumpis A. *Sustainable Materials and Technologies*[J], 2023, 36: e00600.
- [9] Ma Chi (马驰), Liu Yonghong (刘永红), Ji Renjie (纪仁杰), Li Changlong (李常龙). *Electromachining & Mould* (电加工与模具) [J], 2020, (04): 1-11.
- [10] Chang Zijin (常子金), Zhang Ruize (张睿泽), Zeng Caiyou (曾才有) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2025, 54(3): 706-713.
- [11] Yang Haiou (杨海鸥), Wang Jian (王健), Zhou Yinghui (周颖惠), Wang Chong (王冲), Lin Xin (林鑫). *Materials. Reports* (材料导报A) [J]. A, 2018, 32(6): 88-91
- [12] Mariacira L, Antonello A, Gianni C, Antonio S, Filippo M, Giuseppe V, Massimo D, Luca B, Fabrizio M, A. S, Squillace A. *Procedia CIRP*[A], 2017, 62: 470-474.
- [13] Markus K, Sierk F, Jonas H, Klaus D. *Metals*[J], 2019, 9: 608.
- [14] Xiong J, Li Y, Li R, et al. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2017, 252: 123-132.
- [15] Ding D, Pan Z, van Duin S, Li H, Shen C. *Materials*[J], 2016, 9: 652.
- [16] Geng Haibin (耿海滨), Xiong Jiangtao (熊江涛), Huang Dan (黄丹), Li Jinglong (李京龙), Zhu Zhihua (朱志华). *Welding & Joining* (焊接) [J], 2015, (11): 17-21+69.
- [17] Zhang Qimeng (张启蒙). *Tianjin University of Technology*[D], 2023.
- [18] Huang Ke (黄科), Li Xinzhi (李新志), Fang Xuewei (方学伟), Lu Bingheng (卢秉恒). *Acta Metallurgica Sinica* (金属学报) [J], 2024, 60: 205.
- [19] Singh G, Ramamurty U. *Progress in Materials Science*[J], 2021, 120: 100815.
- [20] Huang L J, Geng L, Peng H X. *Progress in Materials Science*[J], 2015, 71: 93-168.
- [21] Hang L, An Q, Geng L, et al. *Advanced Materials*[J], 2021, 33(6): 2000688.
- [22] Gao Xiang (高翔), Lu Xiaonan (鲁晓楠), Li Jianchao (李建超), Wang Huan (王欢), Peng Huaxin (彭华新). *Acta Materialia Compositae Sinica*[J], 2024, 41(4): 1633-1652.
- [23] Cong Guanghui (丛光辉), Chen Zhibin (陈志斌), Cui Xiping (崔喜平) et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2026, 55(04): 1078-1089.
- [24] Bermingham M J, Nicastro L, Kent D, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 753: 247-255.
- [25] Huang L, Geng L. *Discontinuously Reinforced Titanium Matrix Composites: Microstructure Design and Property Optimization*, 2017. p. 1-15.
- [26] Hayat M D, Singh H, He Z, Cao P. Titanium metal matrix composites: An overview. *Composites Part A: Applied Science and Manufacturing*[J], 2019, 121: 418-438.
- [27] Ma G Y, Yu C, Tang B K, Li Y, Niu F Y, Wu D J, Bi G J, Liu S

- B. *Additive Manufacturing* [J], 2020, 35: 101323.
- [28] Jiao Y, Huang L, Geng L. Progress on discontinuously reinforced titanium matrix composites. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 767: 1196-1215.
- [29] Zhu Lei (朱磊), Yang Yong (杨勇), Zhang Jiayuan (张继元), Fan Shuqian (范树迁), Wei Wenhou (魏文猴). *Chinese Journal of Engineering* (工程科学学报) [J], 2023, 45(09):1509-1516.
- [30] Carroll B E, Palmer T A, Beese A M. *Acta Materialia*[J], 2015, 87: 309-320.
- [31] Bao Y, Huang L, An Q, et al. *Virtual and Physical Prototyping*[J], 2024, 19: e2383287.
- [32] Wang Y, Ng C H, Bermingham M. *Additive Manufacturing*[J], 2024, 90: 104323.
- [33] Lilla V, David G, Erich N, Michael K, Lubos B, Nils S. *Key Engineering Materials*[J], 2017, 742: 129-136.
- [34] Wang L, Zhang Y L, Hua X M, Shen C, Li F, Huang Y, Ding Y H, Zhang P L, Lu Q H, Zhang T, Shang J. *microstructures and mechanical properties*[J], 2021, 136: 107277.
- [35] Wu D, Xin J, Li F, Shen C, Wang L, Hua X, Lei H, Ma N. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2023, 107: 155-165.
- [36] Jiang Peng (蒋鹏). *Shenyang Ligong University* [D], 2024
- [37] Zhang C, Qiu Z, Zhu H, Wang Z, Muránsky O, Ionescu M, Pan Z, Xi J, Li H. *Metals*[J], 2022, 12(1): 46.
- [38] Li Z, Liu C, Xu T, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 742: 287-294.
- [39] Jiang Peng (蒋鹏), Sun Hanhan (孙焕焕), Zhao Liang (赵亮), Liang Zijian (梁子剑), Liu Yilin (刘易麟). *Welding & Joining* (焊接) [J], 2025(4): 50-56.
- [40] Benakis M, Costanzo D, Patran A. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2020, 60: 61-74.
- [41] Wang Jinbiao(王金彪). *Harbin Engineering University*[D], 2017.
- [42] Peng Yiqi (彭逸琦), Gao Yuefang (高悦芳), Hua Tanzhi (华谭智), Zhang Sirui (张思睿), Zhao Yufan (赵宇凡), Lin Xin (林鑫). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2026, 55(1): 105-115.
- [43] Choudhury S S, Marya S K, Amirthalingam M. *Journal of Manufacturing Processes*[J], 2021, 66: 53-69.
- [44] Lee T H, Kim C, Oh J H, Kam D H. *Journal of Laser Applications*[J], 2022, 34(4): 042024.
- [45] Wang J, Zhao B, Liu Y, Zhao J, Ma G. *Materials*[J], 2024, 17: 5704.
- [46] Wang Nan (王楠), Dai Guoqing (戴国庆), Chang Hui (常辉). *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2026, 55(04):1102-1114.
- [47] Wang J, Lin X, Li J, et al. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2019, 754: 735-749.
- [48] Wang Z, Bai X, Que M, et al. *Ceramics International*[J], 2023, 49: 4168-4176.
- [49] Lu T, Cui Y, Xue L, Zhang H, Liu C. *Journal of Materials Science*[J], 2021, 56: 12438-12454.
- [50] Yi X, Bai X, Yu R, et al. *Materials Characterization*[J], 2024, 218: 114512.
- [51] Xue A T, Lin X, Wang L, Wang J, Huang W D. *Materials and Design*[J], 2019, 181: 107943.
- [52] Zhuo Y, Yang C, Fan C, Lin S. *Advanced Engineering Materials*[J], 2022, 24: 2200126.
- [53] Yang L, Yi H, Jia L, Zhang W, Cao H. *Applied Materials Today*[J], 2026, 48: 103040.
- [54] Bermingham M J, McDonald S D, Dargusch M S. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2018, 721: 257-272.
- [55] He X, Yi H, Zhang W, Yin Y, Liu Y, Cao H. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2024, 1005: 176196.
- [56] Chen Z, Peng Y, Zhang X, Fan J, He S, Kong J, Wang K. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 23: 1347-1359.

A Review and Future Perspectives of Wire Arc Additively Manufactured Titanium Matrix Composites

Lu Jinglin^{1*}, Chen Zixuan¹, Xue Aitang^{2*}, Zhang Quanli³, Meng Zhibin⁴, Zhang Xiaoyong¹

(1. Xi'an Shiyou University, School of Materials Science and Engineering, Xian 710065, China)

(2. Xi'an Institute of Rare Metal Material limited, Xi'an, 710016, China)

(3. Qinghai Supower Titanium Co., Ltd, Qinghai 810007, China)

(4. Xi'an HaiLian Petrochemical Technology Co., Ltd, Xi'an, 710065, China)

Abstract: Titanium matrix composites (TMCs) have emerged as promising candidates for lightweight, high-strength structural components. Their appeal lies in the potential to surpass the performance limits of conventional homogeneous alloys through strategic design of reinforcements in terms of their type, morphology, and spatial distribution. Concurrently, wire arc additive manufacturing (WAAM) offers a novel paradigm for fabricating

complex TMC structures with high material utilization and shortened processing routes, leveraging its dual advantages of near-net shaping and rapid solidification. This review systematically summarizes the current state of research on wire arc additively manufactured TMCs, with a focused discussion on three critical aspects: geometrical integrity, microstructural characteristics, and mechanical properties. The analysis indicates that by optimizing process parameters such as heat input and current mode, and employing auxiliary processes including preheating and maintaining temperature, can effectively mitigate defects such as porosity and cracking, thereby improving dimensional accuracy. The inherent rapid solidification of WAAM, combined with the introduction of reinforcing phases, facilitates grain refinement and enables microstructural control. Furthermore, the strategic design of architectural features such as laminated or network-like structures can lead to significant enhancement in material strength. Future research should focus on a deeper integration of process-microstructure-property relationships to accelerate the broad adoption of this technology in the manufacturing of high-performance components.

Key words: Wire arc additive manufacturing, Titanium matrix composites, Geometrical integrity, Microstructure, Mechanical properties

Corresponding author: Lu Jinglin, Ph.D., Lecturer, Xi'an Shiyou University, Xi'an 710065, P. R. China, Tel: 18189156195, E-mail: jllu@xsyu.edu.cn